

*к.т.н., доц. Ершов В.М.,
инженер Иванова И.В.,
инженер Некрасова Л. С.
(ДонГТУ, г. Алчевск, Украина)*

СТРУКТУРА БЕЗВОЛЬФРАМОВОЙ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ РОМ2Ф3

Приведені результати аналізу металографії і рентгенівського аналізу структури безвольфрамової швидкорізальної сталі РОМ2Ф3, одержаної методом ливарного виробництва і порошкової металургії

Проблема и ее связь с научными и практическими задачами.

Известно [1], что традиционная технология производства быстрорежущих сталей (отливка, ковка и прокатка) часто приводит к появлению в структуре карбидной неоднородности, к полосчатости. А локальное скопление карбидов на режущей кромке металлорежущего инструмента может привести к ее выкрашиванию при работе и ухудшению качества обрабатываемой поверхности детали.

Радикальным методом устранения возможной карбидной неоднородности быстрорежущих сталей стало применение порошковой технологии их производства. При этой технологии выплавленная сталь распыляется струей азота, а полученный порошок прессуется и подвергается газостатическому спеканию, после чего производится прокатка заготовок в прутковый материал.

Порошковая технология производства создала условия для получения безвольфрамовых быстрорежущих сталей без заметных признаков карбидной неоднородности.

Задачей настоящей работы является сравнительный анализ структуры и свойств стали РОМ2Ф3, полученной методом традиционной технологии (далее назовем ее «литая») и порошковой технологии (далее - «порошковая») после различных видов термической обработки.

Анализ исследований и публикаций.

Исследованию быстрорежущих сталей посвящена обширная литература [1], однако особенности структурного состояния безвольфрамовых сталей, полученных методом порошковой технологии, изучены слабо. Это касается прежде всего оценки размеров зерна аустенита и фазового анализа стали после закалки и отпуска. Высокая дисперсность

порошка стали после распыления (5-10 мкм) и, соответственно, высокая дисперсность карбидных фаз, должны оказать заметное влияние на структуру и свойства термообработанной стали.

Изложение материала и его результаты.

Прутки литой и порошковой стали РОМ2Ф3 (0.86%С: 2.2%Мо: 4.8%Cr и 2.7%V), которые нам были любезно представлены лабораторией А.П. Гуляева, были разрезаны на образцы и подвергнуты детальному металлографическому и рентгеновскому анализу.

Анализ микроструктуры стали выполняли на микроскопе МИМ-8м при различных увеличениях, а рентгеновское исследование проводили на дифрактометре ДРОН-3м в железном фильтрованном излучении.

Прежде всего исследовали влияние температуры нагрева образцов литой и порошковой стали на их фазовый состав и микроструктуру. Образцы вышеназванных технологий производства нагревали в печи до температур: 1180⁰С, 1230⁰С, 1280⁰С и после 5 минутной выдержки охлаждали в масле до комнатной температуры. Шлифы закаленной стали травили спиртовым раствором пикриновой кислоты и фотографировали микроструктуру при увеличении 400 раз. Структура закаленных образцов литой и порошковой сталей приведены на рисунке 1.

Затем шлифы подвергали рентгенографированию для определения количества остаточного аустенита в структуре. Анализ проводили по аналитической паре дифракционных линий (110) мартенсита и (111) аустенита. В таблице 1 приведены данные по оценке размера зерна аустенита, твердости и содержанию остаточного аустенита в образцах при вышеназванных температурах закалки.

Таблица 1 – Влияние температуры закалки на структуру и свойства порошковой и литой стали РОМ2Ф3

Температ. нагрева под закалку	Литая сталь			Порошковая сталь		
	Тверд. HRC ₃	Балл зерна	% ост. аустен.	Тверд. HRC ₃	Балл зерна	% ост. аустен.
1180 ⁰ С	60-62	8-9	менее 5	61-63	11-12	25-28
1230 ⁰ С	62-64	5-6	5-10	62-65	10-11	34-38
1280 ⁰ С	61-63	3-4	10-15	59-61	9-10	40-45

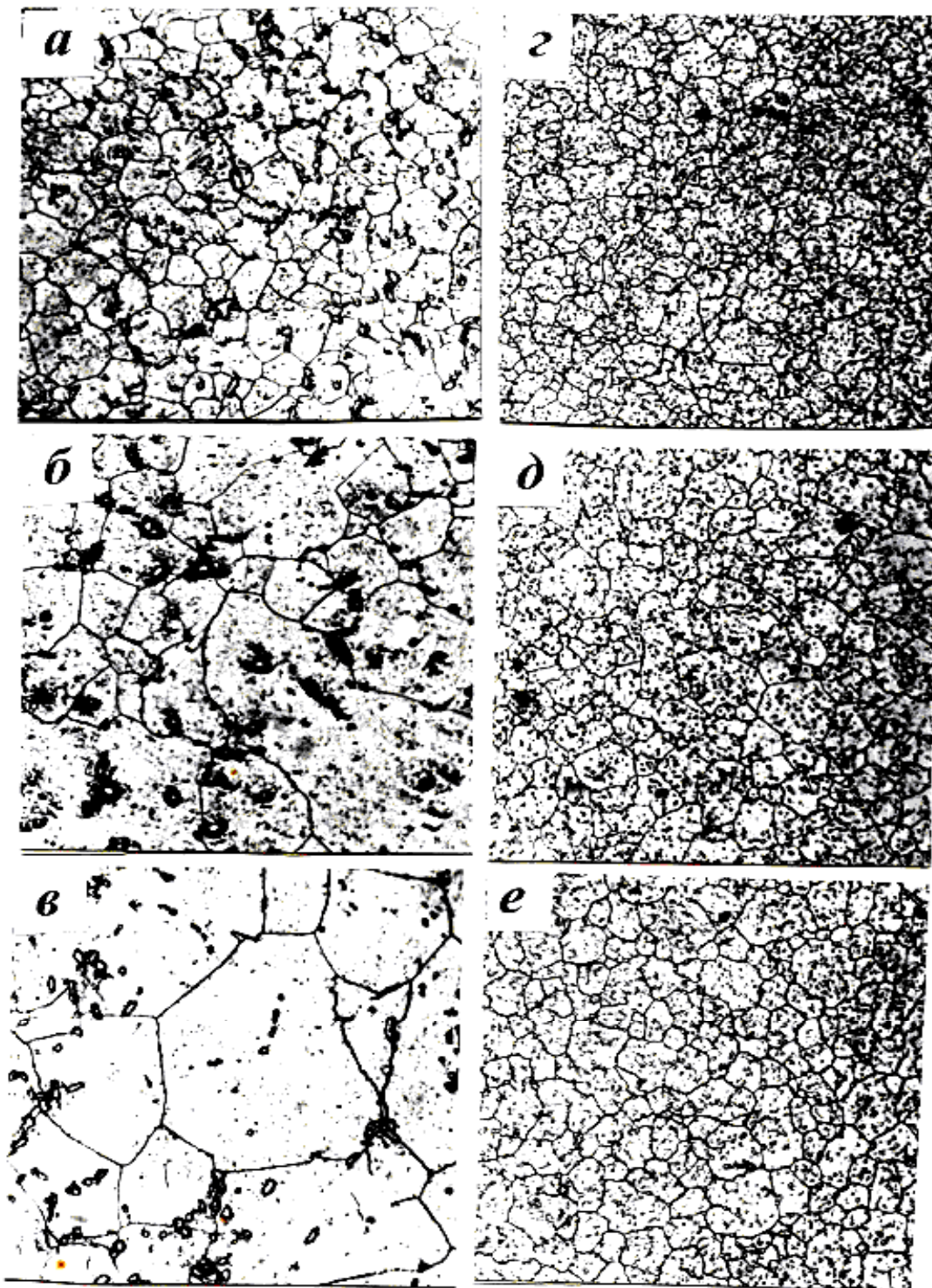


Рисунок 1 – Микроструктура закаленных образцов литой (а,б,в) и порошковой (г,д,е) стали Р0М3Ф3 после закалки в масле с температур: 1180⁰С (а,г); 1230⁰С (б,д) и 1280⁰С (в,е)

Из данных рис.1 и таблицы 1 видно, что при повышении температуры закалки наблюдается очень интенсивный рост аустенитного зерна в литой стали (3-4 балл при закалке от 1280°C), а в порошковой стали оно удерживается в пределах 9-10 балла, что свидетельствует об эффективной блокировке процесса роста зерен дисперсными карбидными частицами у порошковой стали. Действительно, в структуре литой стали карбидные частицы хорошо различимы, а в порошковой стали они едва заметны.

В тоже время у порошковой стали после закалки обнаруживается значительно большее количество остаточного аустенита, чем в литой (табл.1). Это свидетельствует о значительно большем легировании аустенита порошковой стали, в сравнении с литой сталью. Подтверждением сказанному явились данные по измерению ширины дифракционной линии (211), особо чувствительной к содержанию углерода в твердом растворе [2] (табл.2).

Далее исследовали структуру и свойства закаленных от 1200°C образцов порошковой и литой стали после однократного и двукратного отпуска. При этом продолжительность каждого отпуска составляла 1 час.

Данные рентгеновского анализа отпущенных образцов литой и порошковой стали приведены в таблице 2.

Таблица 2 – Результаты рентгенографирования отпущенных образцов закаленной от 1200°C литой и порошковой стали РОМ2Ф3

Режим отпуска	Литая сталь		Порошковая сталь	
	Ширина линии (211),мм	% остат. аустенита	Ширина линии (211),мм	% остат. аустенита
Исходный закаленный	28.6	8-12	44.5	27-30
Однократный 550°C	32.4	5-8	37.2	5-10
Однократный 600°C	37.1	менее 5	33.5	менее 5
Двукратный 500°C	38.3	менее 5	44.4	17-20
Двукратный 550°C	39.1	менее 5	42.0	менее 5
Двукратный 600°C	31.3	менее 5	31.2	менее 5

Из данных таблицы 2 следует, что у порошковой стали при отпуске на 500 и 550⁰С содержание углерода в твердом растворе оказывается большим, чем у литой стали (ширина линии больше), а при двукратном на 600⁰С содержание его оказывается практически одинаковым. При этом остаточный аустенит порошковой стали активно распадается при оптимальном для быстрорежущих сталей отпуске – двукратном на 550⁰С.

На последнем этапе работы анализировали карбидный состав отпущенных образцов литой и порошковой стали. Для этого прежде всего электрохимическим методом вытравили карбидную фазу у исследуемых образцов. Травление проводили в электролите Поповой (1 нормальный раствор хлористого калия с лимонной кислотой). Полученные порошки карбидной фазы рентгенографировали на дифрактометре ДРОН-1.5 в фильтрованном хромовом излучении. По результатам расчета дифрактограмм был произведен качественный фазовый анализ карбидного осадка.

После закалки от 1200⁰С как в литой, так и в порошковой стали обнаружен только карбид типа МС, а после отпуски на 550⁰С дополнительно появился карбид М₂С и очень малые количества карбида М₆С.

Заметной разницы в объемной доле карбидов в порошковой и литой стали не было обнаружено.

Выводы и направления дальнейших исследований.

На основе полученных результатов исследования, можно утверждать, что безвольфрамовая сталь РОМ2Ф3, полученная методом порошковой металлургии, обладает более мелким наследственным зерном, чем литая, имеет дисперсную карбидную фазу и, соответственно, более высокие механические свойства.

Задачей дальнейших исследований можно считать выяснение механизма блокировки роста зерна аустенита при нагреве у порошковой стали.

Приведены результаты металлографического и рентгеновского исследования безвольфрамовой быстрорежущей стали РОМ2Ф3, полученной методом литейного производства и порошковой металлургии.

The results of metallography and x-ray photography research of the of red-hard steel РОМ2Ф3, got the method of casting production and powder-like metallurgy, are resulted.

Библиографический список.

1. Геллер Ю.А. Инструментальные стали. – М.: Металлургия. - М.: Металлургия. 1983. С. 527.

2. Ершов В.М. Рентгенография металлов. Алчевск. Ладо. 2003.

Рекомендовано к печати д.т.н., проф. Луценко В.А.